

# МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

УДК 669.15-194.561.57:539.537

Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л., Терещенко Н.А.

## МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ ФЕРРИТНОЙ СТАЛИ С НЕОДНОРОДНОЙ СТРУКТУРОЙ\*

Таблица 1

Химический состав исследуемых сталей, вес. %

Марка	C	N	Mn	Cr	Ni	Ti	V	Si	S	P
08X18T1	0,06	0,007	0,48	17,32	0,36	0,69	–	0,37	0,002	0,032
10X18AG19	0,12	0,55	19,39	18,50	0,17	–	0,04	0,45	0,006	0,025

В работах [1, 2] описано влияние повторной деформации на структуру и механические свойства ферритной стали 08X18T1. Показано, что в результате повторной прокатки можно достичь существенного повышения ударной вязкости стали, при этом разрушению предшествует появление в материале поперечных трещин (расслоений). Монолитный образец как бы расщепляется на несколько пластин: самая большая трещина расположена в плоскости симметрии образца, имеются также трещины, возникшие на расстоянии  $\frac{1}{4}$  ширины, и другие, более мелкие. По мнению авторов [3, 4], трещины расслоения возникают в ходе движения основной трещины и меняют характер напряженного состояния подобно разрушению слоистого материала с неоднородной структурой, когда магистральная трещина ориентирована перпендикулярно слоям, но движется в направлении, параллельном им. Роль трещин расслоения, по видимому, заключается в увеличении площади разрушения и соответственно энергии, расходуемой на формирование самой поверхности и приповерхностного слоя, подвергающегося пластической деформации.

В настоящем исследовании особенности распространения трещины и характер разрушения материала исследованы на слоистых образцах, составленных из пластин. Опыты проведены для двух нержавеющих сталей: ферритной стали 08X18T1 и аустенитной 10X18AG19, их химический состав приведен в **табл. 1**.

Образцы стали 08X18T1 были вырезаны из листов промышленного проката производства ОАО «МЕЧЕЛ» толщиной 20, 4 и 2 мм так, что ось образца располагалась параллельно плоскости проката. Для характеристики направления вырезки образцов использована система координат, пока-

занная на **рис. 1**. Ориентацию задавали двумя буквами, например X(Z). Первая буква определяет ось, вдоль которой расположена длина образца (55 мм). Вторая буква характеризует ориентацию U-образного надреза, а если надреза не было, то ориентацию лезвия гильотинного ножа, когда он перерубает образец. U-образный надрез радиусом 1 мм был сделан на одних образцах в направлении Z, то есть перпендикулярно плоскости соединения пластинок, а для других в направлении Y параллельно плоскости соединения.

Заготовками для исследуемых образцов из стали 10X18AG19 послужили части бандажных колец турбогенераторов производства ОАО «УЗТМ», г. Екатеринбург, упрочненные гидрорастяжкой; при этом для ударных испытаний были изготовлены образцы двух типов, представленные на **рис. 2, а** («составной» образец) и **рис. 2, б** («сплошной» образец).

### Ферритная сталь 08X18T1

Результаты ударных испытаний образцов различной конструкции приведены в **табл. 2**. Исследуемая сталь в прокате толщиной 20 мм характеризуется низкой ударной вязкостью, что обусловлено крупным зерном  $\alpha$ -фазы и выделением мелких кристаллов карбонитридов на субграницах в условиях динамической полигонизации [2, 5–7]. Поэтому цельные образцы, вырезанные из проката толщиной 20 мм при ориентации X(Z), имеют в среднем ударную вязкость порядка 11 Дж/см<sup>2</sup>. Ударная вязкость слоистых образцов, вырезанных по схеме X(Z), составила 27 Дж/см<sup>2</sup>. У образцов, ориентированных X (Y), ударная вязкость оказалась максимальной 49 Дж/см<sup>2</sup>.

\* Работа выполнена по плану РАН (тема № ГР 01.2.006.13392) при частичной финансовой поддержке НИИ-643.2008.3.

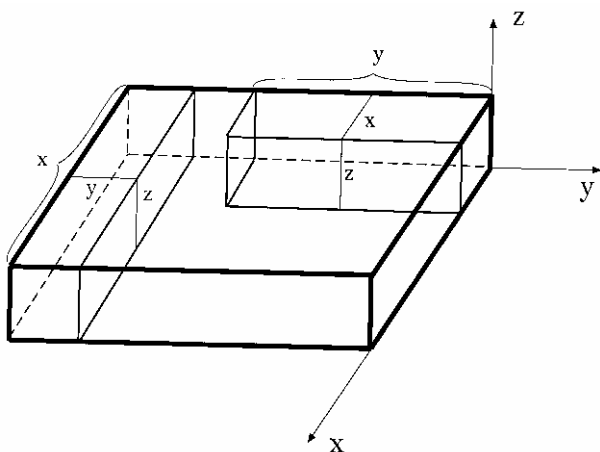
При толщине проката 4 мм в качестве исходных цельных образцов использованы горячекатаные образцы сечением 4×10 мм, высота которых составляла 10 мм. У них были выдержаны две ориентировки: продольные образцы Y и поперечные образцы X. Образцы, составленные из двух пластин 4×10×55 мм и скрепленные шпильками, име-

ли прямоугольное сечение. Для продольных образцов наблюдалась следующая ситуация: слоистый образец, у которого надрез был расположен вдоль оси Z, показал ударную вязкость 204 Дж/см<sup>2</sup>, т.е. более чем в 2,2 раза выше, по сравнению с цельным образцом, хотя следует учитывать, что форма образцов не одинаковая. При ориентировке надреза вдоль оси X наблюдалось наивысшее значение ударной вязкости, которое все же не слишком отличалось от предыдущего образца.

У образцов, вырезанных вдоль оси X, также наивысшей ударной вязкостью обладает образец, перерубаемый гильотиной перпендикулярно к плоскости сопряжения.

Образцы из холоднокатаных листов толщиной 2 мм были испытаны без надреза. Ориентация Z относится к краю гильотинного ножа, который перерубал составной образец в направлении параллельном плоскости сопряжения пластинок. Ударная вязкость цельного и составного образцов отличается в 10 раз. Но и в этом случае следует учитывать, что цельный образец имел нестандартную форму.

На образцах без надреза мы хотели проверить, определяет ли различие ударной вязкости ориентация надреза или ориентация гильотинно-



**Рис. 1. Схема обозначения образцов:**  
Y – направление прокатки; XY – плоскость прокатки; Z – нормаль к плоскости прокатки



**а**



**б**



**в**



**г**

**Рис. 2. Внешний вид образцов из стали 10X18AГ19 после испытаний:**  
а, б – температура испытания – 100°C; в, г – температура испытания – 196°C

го ножа при ударном испытании. Были использованы два образца квадратного сечения, вырезанных из проката толщиной 20 мм. Один образец был цельный, а другой состоял из пяти отшлифованных пластинок толщиной 2 мм. Ударная вязкость отличалась более чем в 2 раза и примерно такие же соотношения мы наблюдали для образцов 1а и 1б (табл. 2). Но у последних ударная вязкость была в 10 раз ниже. Видно, что относительное изменение ударной вязкости при переходе от цельного к составному практически не зависит от того, был ли сделан надрез или нет.

**Аустенитная сталь 10X18AG19**

В опытах на ферритной стали 08X18T1 установлено, что эффект повышения ударной вязкости составных образцов зависит от ориентации образца на испытательном копре и максимален, если направление удара гильотинного маятника перпендикулярно плоскости сопряжения пластинок. Представляло интерес исследовать, проявляется ли этот эффект на материалах с другой симметрией кристаллической решетки. В области криогенных температур аустенит исследуемой стали претерпевает магнитное упорядочение, что сопровождается аномалией физических свойств и резким охрупчиванием материала [8, 9]. Модельные испытания проведены на ударных образцах стандартной формы

10x10x55 мм из аустенитной стали 10X18AG19. Квадратное сечение как монолитных, так и составных образцов ослаблено круглым отверстием, ориентированным вдоль направления удара.

Внешний вид образцов после ударных испытаний при - 100°C представлен на рис. 2, а, б. Можно видеть, что при этой температуре монолитный образец сломался, а составной лишь изогнулся, при этом значительная часть работы маятника оказалась израсходованной на разрушение сварных швов, расклепывание шпильки и деформацию пластинок вблизи нее. В этой ситуации определить ударную вязкость слоистого образца не представляется возможным и корректно сравнить последствия ударной нагрузки двух типов образцов можно, используя характеристики, приведенные в табл. 3. Угол загиба сплошного образца составляет 9 град, стрела прогиба - 2 мм. Для составного образца эти показатели в 6 и 8 раз выше, что свидетельствует о более длинном пути, пройденном ударяющей массой.

Таблица 2

**Ударная вязкость монолитных и слоистых образцов из стали 08X18T1, вырезанных в различных направлениях относительно направления прокатки**

№ п/п	Толщина проката, мм	Образец	Направление вырезки образца и надреза	KCU, Дж/см <sup>2</sup>
Образцы с надрезом				
1а	20	Цельный 10x10x55 мм	X(Z)	11
1б		5 пластинок 2x10x55 мм	X(Z)	27
1в		5 пластинок 2x10x55 мм	X(Y)	49
2а	4	Цельный 4x10x55 мм	Y(Z)	88
2б		2 пластины 4x10x55 мм	Y(Z)	204
2в		2 пластины 4x10x55 мм	Y(X)	209
3а	4	Цельный 4x10x55 мм	X(Z)	150
3б		2 пластины 4x10x55 мм	X(Z)	160
3в		2 пластины 4x10x55 мм	X(Y)	220
Образцы без надреза				
4а	2	Цельный 2x10x55 мм	X(Z*)	25
4б		5 пластинок 2x10x55 мм	X(Z*)	>270
5а	20	Цельный 10x10x55 мм	X(Z*)	115
5б		5 пластинок 2x10x55 мм	X(Z*)	270

\* Направление удара молота.

В таблице приведены усредненные данные по 3-м образцам.

Таблица 3

**Характеристики вязкости и пластичности стали 10X18AG19 при различных условиях ударных испытаний**

Характеристика	Тип образца	
	Монолитный	Составной
Температура испытания - 100°C		
Работа разрушения, Дж	78	Не сломался
Ударная вязкость, Дж/см <sup>2</sup>	156	-
Угол загиба, град	9	60
Стрела прогиба, мм	2,1	16,0
Удлинение крайнего волокна: абсолютное (Δ <sub>л</sub> ), мм	2	6
Длина втянутого в деформацию участка растянутой стороны (l <sub>дн</sub> ), мм	6	14
Первоначальная длина деформированного участка (l <sub>до</sub> ), мм	4	8
Относительное удлинение условное (δ), %	50	75
Относительное удлинение истинное (ε)	0,40	0,56
Температура испытания - 196°C		
Работа разрушения, Дж	52	280
Ударная вязкость, Дж/см <sup>2</sup>	104	560
Угол загиба, град	5	59
Стрела прогиба, мм	1,7	19,0
Удлинение крайнего волокна: абсолютное (Δ <sub>л</sub> ), мм	1	2
Длина втянутого в деформацию участка растянутой стороны (l <sub>дн</sub> ), мм	5	10
Первоначальная длина деформированного участка (l <sub>до</sub> ), мм	4	8
Относительное удлинение условное (δ), %	25	25
Относительное удлинение истинное (ε)	0,22	0,22

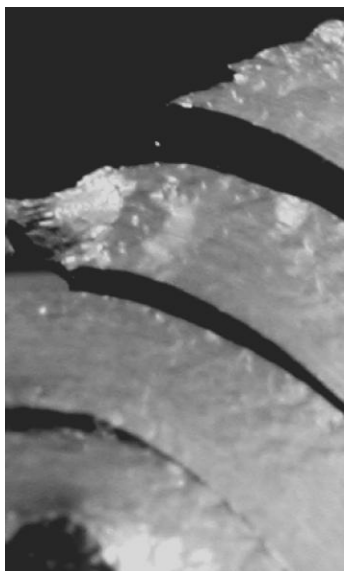


Рис. 3. Рельеф на поверхности образцов из стали 10X18AG19 после испытаний

Уже при визуальном анализе очевидно, что составной образец претерпел более существенное формоизменение в сравнении с монолитным. Оценим меру пластичности материала исследуемых образцов через количественные параметры – абсолютное удлинение крайнего волокна  $\Delta l_n$ , относительное удлинение  $\delta$ , истинное удлинение  $\epsilon$ . На ударных образцах перечисленные параметры принято рассчитывать с применением следующих формул [10]:

$$\Delta l_n = l_n - l_0;$$

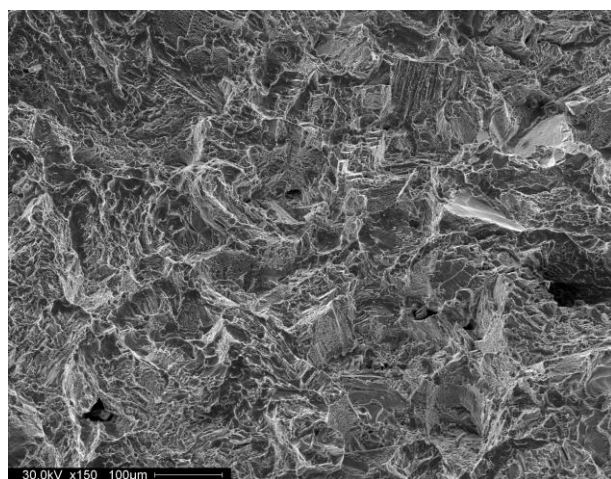
$$\delta = \Delta l_n / l_{до},$$

где  $l_{до}$  – начальная длина втянутого в деформацию участка растянутой стороны,

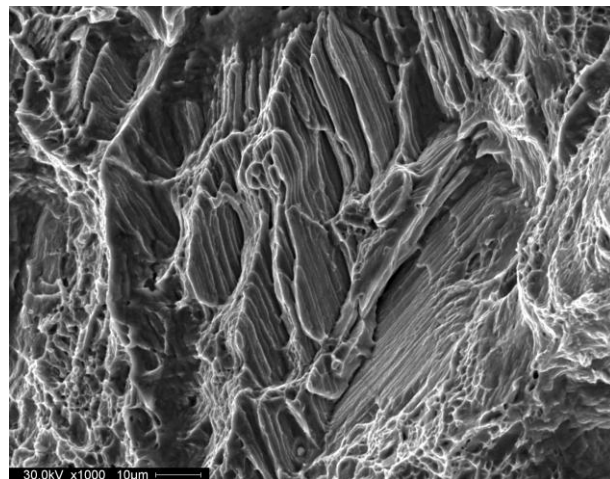
$$l_{до} = l_{дп} - \Delta l_n,$$

$\epsilon$  = натуральный логарифм  $l_{дп} / l_{до}$ .

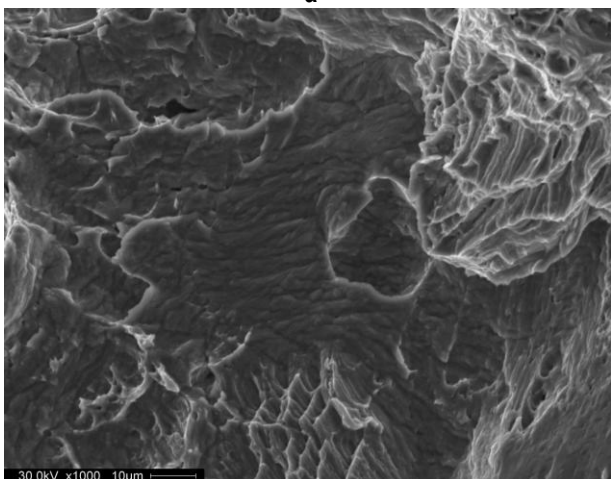
Для определения этих параметров требуется экспериментально замерить:



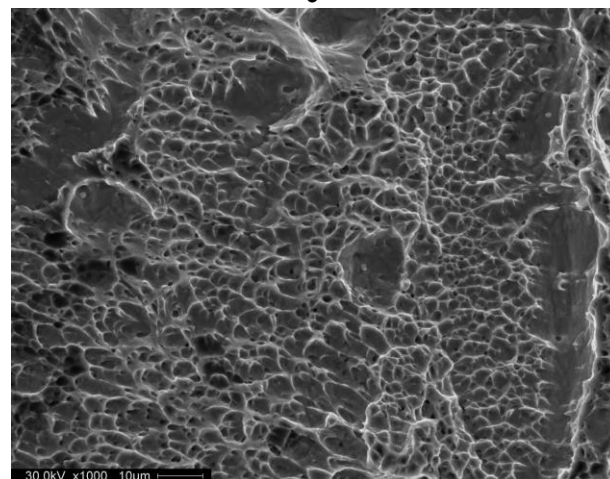
а



б



в



г

Рис. 4. Фрактограммы зоны растяжения металла в монолитном образце из стали 10X18AG19, разрушенного при  $-196^{\circ}\text{C}$ :  
а – ув.150; б, в, г – ув.1000

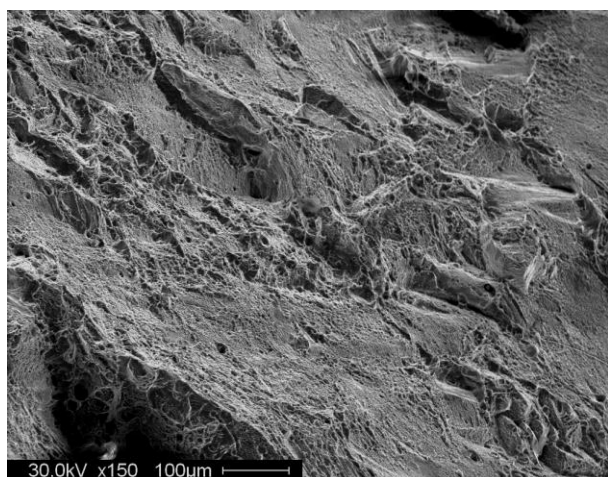
- длину крайнего волокна до испытания образца  $l_0$ ;
- длину крайнего волокна после испытания образца  $l_n$ ;
- длину втянутого в деформацию участка растянутой стороны  $l_{дп}$ .

О величине  $l_{дп}$  судили по протяженности рельефа, возникшего в результате пластической деформации на предварительно отполированной поверхности ударного образца. Наличие такого рельефа отчетливо заметно на **рис. 3**.

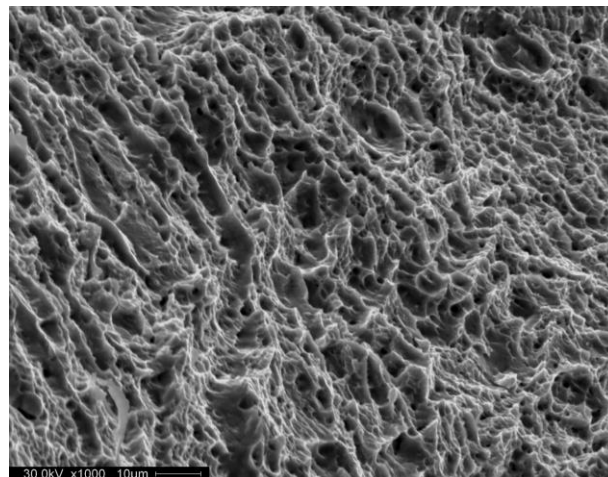
Из данных **табл. 3** следует, что  $l_{дп}$  в составном образце равняется 14 мм, а в монолитном – лишь 6 мм, что обеспечивает преимущество слоистого образца по абсолютному удлинению в 3 раза, относительному удлинению условному – в 1,5 раза, относительному удлинению истинному – в 1.5 раза. Заметим, что в случае разрушения образца, набранного из пластин, различие было бы еще веснее.

Понижение температуры испытания до  $-196^{\circ}\text{C}$  приводит к тому, что запасенной энергии копра хватает для того, чтобы разрушить оба образца (см. **рис. 2, в, г**). Для разрушения составного образца необходимо совершить работу в 5 раз большую, чем для разрушения монолитного, ударная вязкость исследуемой стали составляет 280 и 52 Дж соответственно. Достоинство слоистой конструкции проявляется также в 11-кратной разнице с монолитным образцом по стреле прогиба и углу загиба.

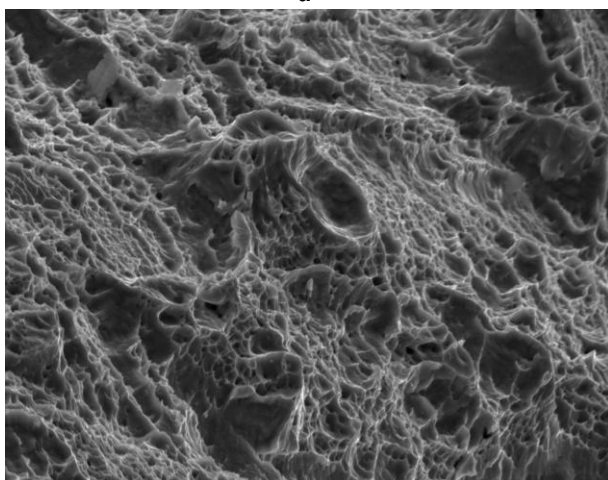
В полном соответствии с уровнем механических свойств находятся и результаты фрактографического исследования. В монолитном образце характер разрушения меняется по сечению излома. В зоне растяжения металла общий вид фрактограммы соответствует смешанному характеру разрушения с преобладанием хрупкой составляющей (**рис. 4, а**). При более детальном изучении на мно-



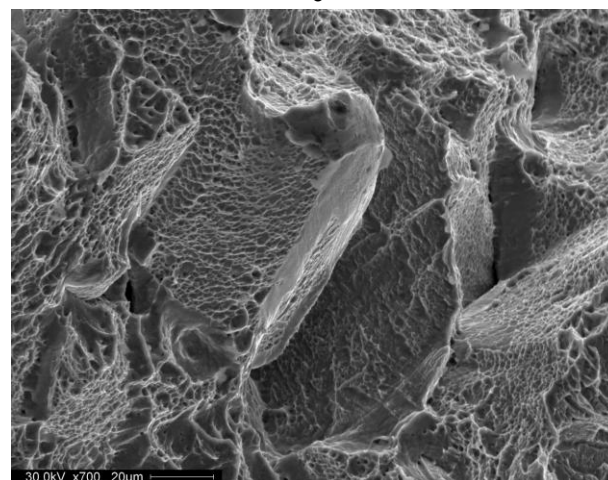
а



б



в



г

**Рис. 5.** Фрактограммы зоны сжатия металла в монолитном образце из стали 10X18AG19, разрушенного при  $-196^{\circ}\text{C}$ :  
а – ув.150; б, в, г – ув.1000

гочисленных участках хрупкого скола виден характерный рельеф, возникший в результате прохождения хрупкой трещины по пакетам деформационных двойников и кристаллов  $\varepsilon$ -мартенсита деформации (рис. 4, б). Типичным элементом поверхности в области растяжения являются также фасетки квазискола (рис. 4, в). Немногочисленные участки вязкого разрушения представлены мелкими плоскими чашечками, образованными путем зарождения и слияния микропор (рис. 4, г).

В процессе долома при формировании области сжатия металл разрушается преимущественно вязко (рис. 5, а). На участках интеркристаллитного разрушения чашечки хотя и не крупные, но заметно глубже, чем в зоне растяжения (сравним рис. 5, б и рис. 4, г), довольно часто они окружены мелкими фасетками квазискола (рис. 5, в). Незначительная по площади часть фрактограммы занята транскристаллитным разрушением; при этом отдельные грани аустенитных зерен покрыты ямочным рельефом либо состоят из протяженных участков хрупкого скола (рис. 5, г).

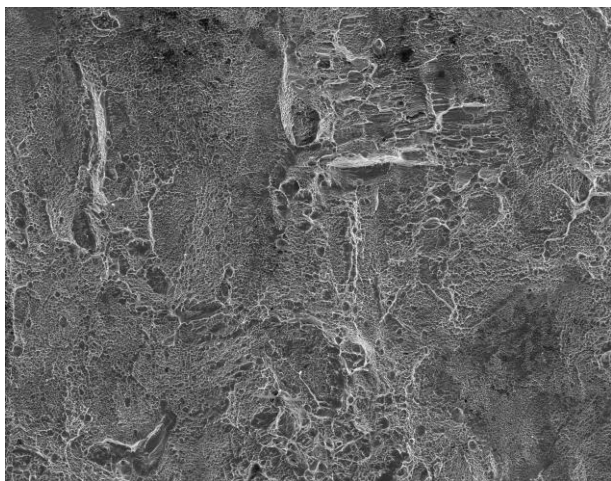
В составном образце, в отличие от монолитного, области сжатия и разрушения формируются при последовательном прохождении магистральной трещины через каждую отдельно взятую пластину; но при этом наиболее жесткое напряженное состояние формируется в пластинках, расположенных со стороны, далекой от ножа маятника. На рис. 6, а, б представлены фрактограммы разрушения второй пластины составного образца, испытанного при  $-196^{\circ}\text{C}$ . Характер разрушения металла одинаков по всей площади разрушенной пластины, поверхность разрушения состоит из чашечек правильной формы разного размера и отражает тот факт, что процесс ее соз-

дания был достаточно энергоемким.

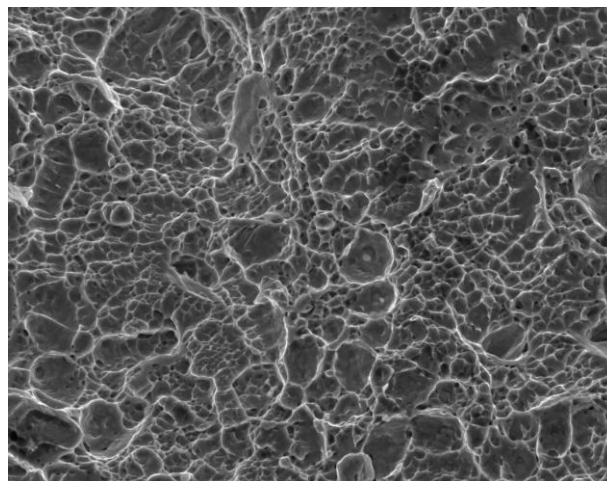
При обобщении полученных результатов можно сделать вывод, что ударная вязкость слоистых образцов выше, чем у цельного образца такой же формы. При этом ориентация надреза и соответственно ножа гильотинного маятника играют определенную роль. Наибольшее сопротивление удару проявляется в том случае, когда надрез перпендикулярен к плоскости сопряжения пластинок, а направление удара также перпендикулярно. Меньшее значение ударной вязкости, но все-таки существенно больше, чем у цельного образца, получается в том случае, когда надрез перпендикулярен плоскости сопряжения, а направление удара параллельно. Но и в этом случае наблюдается почти двукратное увеличение ударной вязкости.

Переходя к причинам более высокой ударной вязкости составных образцов, можно отметить два обстоятельства. Когда трещина двигается по направлению нормали к пластинкам, то происходит последовательное разрушение составного образца. И в каждой новой разрушаемой пластинке трещина должна зарождаться заново. Для этой ситуации повышение ударной вязкости составного образца объясняется необходимостью многократного зарождения новой трещины [11].

Иная ситуация наблюдается, когда нормаль к пластинкам перпендикулярна к направлению роста основной трещины. В этом случае, по видимому, наибольшее значение имеет переход от плоскодеформированного состояния вблизи вершины к плосконапряженному, что обусловлено уменьшением толщины пластинок. Как известно [12–14], в последнем случае радиус пластической зоны у вершины трещины больше, чем в первом случае, что обуславливает и повышенную ударную вязкость.



а



б

Рис. 6. Фрактограммы составного образца из стали 10X18AГ19, разрушенного при  $-196^{\circ}\text{C}$ : а – ув.150; б – ув.1000

### Выводы

1. Преимущество составных образцов в сравнении с монолитными проявляется в повышении ударной вязкости и пластичности на сталях различного фазового состава, испытанных в широком температурном диапазоне. Уровень изменения ударной вязкости и причины этого явления зависят от взаимной ориентации пластинок в составном образце и направления удара гильотинного ножа.

2. Исследование наборных, составных образцов моделирует условия, возникающие при ударном нагружении слоистых материалов и подтверждает ранее предположение о том, что причина

повышения ударной вязкости стали 08X18T1 после повторной горячей прокатки заключается в формировании неоднородной микроструктуры с ослабленными поверхностями, параллельными плоскости прокатки.

3. Подход, описанный в настоящем исследовании на примере стали 08X18T1, демонстрирует возможности моделирования процесса разрушения реальных материалов и раскрывает потенциальные возможности существенного повышения вязкости конструкционных материалов, упрочненных ВТМО.

### Библиографический список

1. Исследование причин повышения вязкости ферритной стали 08X18T1 в результате повторной горячей прокатки / Мирзаев Д.А., Шабуров Д.В., Яковлева И.Л., Панов А.В., Елохина Л.В. // ФММ. 2004. Т. 89. № 3. С. 90–98.
2. Влияние повторной горячей прокатки на ударную вязкость ферритной стали 08X18T1, охрупченной при исходной горячей прокатке / Мирзаев Д.А., Шабуров Д.В., Яковлева И.Л., Панов А.В., Солодова И.Л., Хлебникова Ю.В. // Деформация и разрушение. 2006. № 3. С. 24–30.
3. Ударная вязкость и пластические свойства составных слоистых ударных образцов по сравнению с монолитными / Яковлева И.Л., Терещенко Н.А., Мирзаев Д.А., Панов А.В., Шабуров Д.В. // ФММ. 2007. Т. 104. № 2. С. 212–221.
4. Распространение трещины в слоистых и монолитных образцах стали 08X18T1 при ударной нагрузке / Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л., Панов А.В., Терещенко Н.А. // Материаловедение. 2007. № 5 (122). С. 51–55.
5. Горицкий В.М. Связь параметров структуры с критической температурой хрупкости поликристаллических материалов с ОЦК решеткой // ФММ. 1980. Т. 49. Вып. 2. С. 313–326.
6. Шабуров Д.В., Мирзаев Д.А., Никитин В.П. Влияние температурного режима горячей прокатки и химического состава на структуру и пластичность сталей типа X18 и X25T // Вопросы металловедения и термической обработки металлов и сплавов: Сборник трудов. Челябинск: ЧГТУ. 1994. С. 31–40.
7. Гуляев А.П., Леванова А.Н. Хрупкость высокохромистой ферритных нержавеющей сталей // МиТОМ. 1978. № 11. С. 3–6.
8. Фазовые превращения и изменение механических свойств в аустенитных сталях на С<sub>4</sub>-Мп основе, содержащих азот / Уваров А.И., Терещенко Н.А., Шабашов В.А., Лапина Т.М. // ФММ. 1992. № 7. С. 108–119.
9. Физические свойства азотсодержащих сталей в условиях антиферромагнитного упорядочения / Галошина Э.В. Терещенко Н.А., Уваров А.И., Волкова Н.В. // ФММ. 1995. Т. 80. Вып. 1. С. 78–84.
10. Погодин-Алексеев Г.И. Динамическая прочность и хрупкость металлов. М.: Машиностроение, 1966. 242 с.
11. Гуляев В.П., Кошелев П.Ф., Лыглаев А.В. Перспективные методы исследования хрупкого разрушения металлов. Новосибирск: Наука, 1977. 124 с.
12. Хеккель К. Техническое применение механики разрушения. М.: Металлургия, 1974. 63 с.
13. Штремель М.А. Зернограничное разрушение и вязкость стали // МиТОМ. 1988. № 11. С. 2–14.
14. Мешков Ю.Я. Физические основы разрушения стальных конструкций. Киев: Наук. думка, 1981. 238 с.